

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

EP 0 748 874 A1

(12)

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

(43) Veröffentlichungstag:
18.12.1996 Patentblatt 1996/51

(51) Int. Cl.⁶: C21D 8/02, C22C 38/06

(21) Anmeldenummer: 96107885.4

(22) Anmeldetag: 17.05.1996

M 838-45

(84) Benannte Vertragsstaaten:
AT BE CH DE DK ES FI FR GB GR IE IT LI LU MC
NL PT SE

(30) Priorität: 16.06.1995 DE 19521836
16.02.1996 DE 19605697

(71) Anmelder: Thyssen Stahl Aktiengesellschaft
47166 Duisburg (DE)

(72) Erfinder:

- Ehrhardt, Bertram
47226 Duisburg (DE)
- Heidelauf, Thomas
46537 Dinslaken (DE)
- Imlau, Klaus-Peter
46487 Esel (DE)

(74) Vertreter: Cohausz & Florack
Patentanwälte
Kanzlerstrasse 8a
40472 Düsseldorf (DE)

(54) **Mehrphasiger Stahl, Erzeugung von Walzprodukten und Verwendung des Stahls**

(57) Die Erfindung betrifft einen Dualphasenstahl mit überwiegend ferritischem Gefüge, in dem eine kohlenstoffreiche perlitfreie harte zweite Phase eingelagert ist, die überwiegend aus Martensit besteht, mit hoher Festigkeit und guter Umformbarkeit sowie verbesserter Oberflächenqualität nach einer Warmverformung sowie ein Verfahren zu seiner Herstellung.

EP 0 748 874 A1

Beschreibung

Die Erfindung betrifft einen mehrphasigen Stahl, ein Verfahren zur Erzeugung von Walzprodukten aus diesem Stahl mit bis zu 70 Vol.-% polygonal-ferritischem Gefüge sowie seine Verwendung. Der Stahl soll hohe Festigkeit, gutes Kaltumformvermögen sowie verbesserte Oberflächenqualität nach der letzten Warmverformungsstufe besitzen.

Es sind Dualphasenstähle mit einem Gefüge bekannt, welches z. B. bis zu 80 Vol.-% aus polygonalem relativ weichen Ferrit und Rest aus kohlenstoffreichem Martensit besteht. Die in kleinerer Menge vorliegende kohlenstoffreiche zweite Phase ist inselförmig in der voreutektoiden ferritischen Phase eingelagert. Ein derartiger Stahl hat gute mechanische Eigenschaften und gutes Kaltumformvermögen.

Bekannte Stähle mit überwiegend polygonalem Ferrit im Gefüge sowie darin eingelagertem Martensit bestehen aus (in Masse-%) 0,03 bis 0,12 % C, bis 0,8 % Si und 0,8 bis 1,7 % Mn (DE 29 24 340 C2) oder 0,02 bis 0,2 % C, 0,05 bis 2,0 % Si, 0,5 bis 2 % Mn, 0,3 bis 1,5 % Cr sowie bis 1 % Cu, Ni und Mo (EP 0 072 867 B1). Beide Stähle sind aluminiumberuhigt und enthalten lösliche Restgehalte von weniger als 0,1 % Al. Silizium in diesen Stählen fördert die Ferritumwandlung. In Kombination mit Mangan und gegebenenfalls Chrom wird die Perlitbildung unterdrückt. Dadurch wird die ausreichende Anreicherung von Kohlenstoff in der zweiten Phase sichergestellt und die Bildung von polygonalem Ferrit im überwiegenden Verhältnis zur zweiten Phase erreicht. Diese bekannten Legierungen haben jedoch den Nachteil, daß sich beim Warmwalzen eine inhomogene Oberflächenstruktur ausbildet, die durch Zungen von rotem Zunder sichtbar wird. Nach dem Beizen verbleiben Unebenheiten auf der Oberfläche. Für viele Anwendungsfälle ist derartige Material nicht verkaufsfähig. Bisher ist es nicht gelungen, die Oberflächenqualität dieser warmgewalzten Stähle zu verbessern. Deshalb sind diese Stähle für bestimmte Zwecke, wie kaltumgeformte Radscheiben von Kraftfahrzeugen oder andere durch Kaltumformung zu erzeugende Produkte, wie kaltumgeformte Bauprofile und dgl., nicht einsetzbar. Darüberhinaus erreichen Stähle dieses Typs mit überwiegendem Anteil an verhältnismäßig weichem polygonalem Ferrit im Gefüge nur Zugfestigkeiten bis 700 N/mm². Dadurch ist der linear mit der Festigkeit verknüpften Gewichtsreduktion enge Grenzen gesetzt.

Daraus leitet sich die Aufgabe ab, einen Stahl zu entwickeln, der das hervorragende Spektrum der mechanischen Eigenschaften bekannter Stähle zumindestens in gleicher Größe aufweist, höhere Festigkeiten erreicht als die bekannten Dualphasenstähle und ebenso gut kaltumformbar ist wie diese, jedoch nach der Erzeugung durch Warmumformung eine bessere Oberflächenstruktur aufweist als diese Stähle.

Zur Lösung dieser Aufgabe wird ein mehrphasiger Stahl mit (in Masse-%)

0,12 bis 0,3 % Kohlenstoff
1,2 bis 3,5 % Mangan
1,1 bis 2,2 % Aluminium
weniger als 0,2 % Silizium

Rest Eisen einschließlich unvermeidbarer Verunreinigungen, wie Phosphor und Schwefel, mit einem perlittfreien Gefüge aus weniger als 70 Vol.-% weichem polygonalem Ferrit und dem Rest bainitischem Ferrit und mehr als 4 Vol.-%, bevorzugt bis 20 Vol.-%, kohlenstoffangereichertem Restaustenit sowie gegebenenfalls zusätzlich kleineren Anteilen an kohlenstoffangereichertem Martensit vorgeschlagen, der Aluminium in einer Menge von in Masse-%

$$Al < 7,6 \cdot C_{\text{äqu.}} - 0,36$$

enthält mit einem Kohlenstoffäquivalent ($C_{\text{äqu.}}$)

$$0,2 \leq C_{\text{äqu.}} = \% C + 1/20\% Mn + 1/20\% Cr + 1/15\% Mo \leq 0,325.$$

Ein solcher Stahl übertrifft das Produkt $R_m \cdot A_5$ bekannter siliziumlegierter Dualphasenstähle und weist nach Abschluß der Warmumformung verbesserte Oberflächenqualität auf, wie sie z. B. für Radscheiben von Kraftfahrzeugen gefordert wird, die durch Kaltumformung des warmgewalzten Stahls erzeugt werden. Zusätzlich können dem Stahl folgende weitere Elemente bis zu den angegebenen Mengen (in Masse-%) zulegiert werden:

bis 0,05 % Titan
bis 0,8 % Chrom
bis 0,5 % Molybdän
bis 0,8 % Kupfer
bis 0,5 % Nickel.

Ein derartiger anstelle von Silizium mit Aluminium legierter Stahl erreicht ein Produkt $R_m \cdot A_5 > 18.000 \text{ N/mm}^2 \cdot \% ,$ d.h. eine Bruchdehnung $A_5 > 18000 / R_m$ in % bei einem Zugfestigkeitswert R_m bis 900 N/mm².

Kennzeichen des erfindungsgemäßen Stahls ist der gegenüber bekannten Stählen mit 1,1 - 2,2 % erheblich erhöhte Gehalt an Aluminium. Dafür wurde erfindungsgemäß der Gehalt an Silizium auf weniger als 0,2 % begrenzt.

Bekannte Stähle dieses Typs benötigen dagegen Siliziumgehalte über 0,5 %. Der erfindungsgemäß mit Aluminium legierte Stahl weist die erwähnte Mehrphasen-Gefügestruktur mit Restaustenit auf und hat hervorragende mechanische Eigenschaften. Vor allem ist die Oberflächenqualität des warmverformten Erzeugnisses nach der letzten Warmverformungsstufe wesentlich besser, als man dies von siliziumlegierten Stählen bisher kannte. Die Perlitbildung wird gegenüber bekannten Stählen deutlich verzögert und kann bei Einhaltung der beanspruchten Verfahrensparameter sicher vermieden werden.

Der Kohlenstoffgehalt liegt mit 0,12 bis 0,3 % in dem für gattungsgemäße Stähle üblichen Rahmen.

Mangan wird in einer Menge von 1,2 bis 3,5 % zugegeben, um die Perlitbildung zu vermeiden. Mangan wirkt mischkristallverfestigend und hebt das Festigkeitsniveau. Die Gehalte an Kohlenstoff und Mangan sind unter den Aspekten der Perlitvermeidung und Wirkung auf die Ferritbildung innerhalb des durch das Kohlenstoffäquivalent gesteckten Rahmens austauschbar.

Das Kohlenstoffäquivalent wird ermittelt zu:

$$0,2 \leq C_{\text{äqu.}} = \% C + 1/20 \% Mn + 1/20 \% Cr + 1/15 \% Mo \leq 0,325$$

Der Schnittpunkt des Kohlenstoffäquivalenzwertes und des dazu passenden Aluminiumwertes soll erfindungsgemäß in dem schraffierten Bereich in der Fig. 1 liegen, um unter großtechnischen Produktionsbedingungen einen Ferritanteil unter 70 Vol.-% und Restaustenitgehalte von über 4 Vol.-% zu erhalten.

Ein Zusatz von Titan bis 0,05 % sichert die Stickstoffabbindung und vermeidet die Ausbildung gestreckter Mangansulfide.

Chrom in einer Menge bis 0,8 % kann zur Verbesserung der Martensitanlaßbeständigkeit und zur Vermeidung von Perlitbildung zugesetzt werden.

Molybdän vergrößert in einer Menge bis 0,5 % die Spannbreite erfolgreicher Abkühlraten.

Kupfer und Nickel in einer Menge bis jeweils 0,5 % können zur Absenkung der Umwandlungstemperatur und zur Vermeidung von Perlit beitragen.

Zur Beeinflussung der Eiformung von Sulfiden ist eine Behandlung der Metallschmelze mit Kalzium-Silizium sinnvoll.

Die Warmwalzendtemperatur ET sollte im Bereich von

$$Ar3 - 50 \text{ }^{\circ}\text{C} < ET < Ar3 + 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

liegen.

Die Ar3-Temperatur, die im Bereich von 750 bis 950 °C liegen soll, errechnet sich wie folgt:

$$750 \text{ }^{\circ}\text{C} \leq Ar3 = 900 + 100 \%Al - 60 \%Mn - 300 \% C \leq 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$$

Die Abkühlung von der Warmwalzendtemperatur auf die zwischen 200 und 500 °C liegende Haspeltemperatur erfolgt beschleunigt mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit von 15 bis 70 K/s.

Bei der Abkühlung von Warmwalzendtemperatur kann man bei dem erfindungsgemäßen Verfahren im Bereich von Ar3 bis Ar3 - 200 °C durch Einlegen einer Kühlpause von 2 bis 30 s, in der die Abkühlrate unter 15 K/s liegt, die Bildung von polygonalem Ferrit fördern.

Fig. 2 zeigt eine schematische Darstellung der Erzeugung von Warmband gekoppelt mit dem Abkühlungsverlauf des erfindungsgemäßen Stahls beim und nach dem Warmwalzen.

Daraus ist erkennbar, daß der unerwünschte Eintritt in das Perlitgebiet sicher vermieden werden kann, wenn die angegebenen Bedingungen für die Warmwalzendtemperatur, die Abkühlungsgeschwindigkeit und die Haspeltemperatur eingehalten werden.

Ein erfindungsgemäßer Stahl A der Zusammensetzung nach Tabelle 1 wurde auf eine Endbanddicke von 3,7 mm warmgewalzt mit einer Warmwalzendtemperatur von 855 °C.

Die Abkühlung von dieser Temperatur erfolgte mit 30 K/s auf die Haspeltemperatur (HT) von 415 °C. Die Eigenschaften dieses erfindungsgemäßen Stahls A wurden nach DIN EN 10002 an Flachzugproben ermittelt.

Die Werte für die Streckgrenze, Zugfestigkeit, Dehnung und das Streckgrenzenverhältnis für die Lagen längs und quer zur Walzrichtung sind in Tabelle 2 mitgeteilt.

Zum Vergleich wurden in Tabelle 2 die entsprechenden mechanischen Eigenschaften eines aus der EP 0 586 704 A1 bekannten Stahls B mit der Zusammensetzung nach Tabelle 1 eingetragen.

Aufgrund seines Eigenschaftsspektrums eignet sich der erfindungsgemäße Stahl besonders für die Herstellung kaltumgeformter Kfz-Strukturelemente, wie Bodenversteifungselemente, Querlenker, oder für Radscheiben.

Tabelle 1

	C%	Mn%	Al%	Si%	Cu%	Ni%	Cr%	P%	S%	N%
A	0,216	1,38	1,83	0,06	0,57	0,27	0,52	0,010	<0,001	0,0024
B*	0,21	1,50	0,057	1,48	<0,01	0,01	0,02	<0,005	0,004	0,006

* gemäß EP 0 586 704 A1

Tabelle 2

Stahl	ET °C	HT °C	zur Walzrichtung	Reh/Rp02 N/mm²	Rm N/mm²	A5 %	Rm . A5 N/mm² . %	Gefüge
A	855	415	L Q	610 657	725 726	32,5 27,4	23562,5 19892,4	polygonaler Ferrit/Bainit/Austenit 50/ 40/ 10
B*	860	350	L	570	742	27,0	20034,0	polygonaler Ferrit/Perlit/Bainit/6 % Austenit

Patentansprüche

- 1. Mehrphasiger Stahl mit (in Masse-%)
0,12 bis 0,3 % Kohlenstoff

1,2 bis 3,5 % Mangan
1,1 bis 2,2 % Aluminium
weniger als 0,2 % Silizium

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, einschließlich Phosphor und Schwefel,
mit einem perlitfreien Gefüge, das aus bis zu 70 Vol.-% weichem polygonalem Ferrit und als Rest bainitischem Ferrit und mehr als 4 Vol.-% kohlenstoffangereichertem Restaustenit sowie gegebenenfalls kleineren Anteilen an kohlenstoffangereichertem Martensit besteht, der Aluminium in einer Menge von in Masse-%

$$Al < 7,6 \cdot C_{\text{aqu.}} - 0,36$$

enthält mit einem Kohlenstoffäquivalent ($C_{\text{aqu.}}$)

$$0,2 \leq C_{\text{aqu.}} = \% C + 1/20\% Mn + 1/20\% Cr + 1/15 \% Mo \leq 0,325$$

2. Mehrphasiger Stahl nach Anspruch 1, gekennzeichnet durch einen Restaustenitgehalt bis 20 Vol.-%.
3. Verfahren zur Erzeugung von Walzprodukten aus einem mehrphasigen Stahl der Zusammensetzung nach Anspruch 1 oder 2 mit hoher Festigkeit, guter Zähigkeit, guter Oberflächenbeschaffenheit im warmgewalzten Zustand, und gutem Kaltumformvermögen, der ein perlitfreies Gefüge hat, das aus bis zu 70 Vol.-% polygonalem Ferrit und als Rest bainitischem Ferrit und mehr als 4 Vol.-% kohlenstoffangereichertem Restaustenit sowie gegebenenfalls zusätzlich kleineren Anteilen an kohlenstoffangereichertem Martensit besteht, durch Vergießen zu einem Strang, Warmwalzen mit einer Anfangstemperatur von über 1000 °C und mit einer Endtemperatur (ET) im Bereich von

$$Ar3 - 50 \text{ °C} < ET < Ar3 + 100 \text{ °C},$$

anschließendem Abkühlen von der Warmwalz-Endtemperatur (ET) mit einer Geschwindigkeit von 15 bis 70 K/s auf eine Temperatur im Bereich 200 bis 500 °C und Haspeln.

4. Verfahren nach Anspruch 3, dadurch gekennzeichnet, daß der Stahl zusätzlich mit (in Masse-%)
bis 0,05 % Titan
bis 0,8 % Chrom
bis 0,5 % Molybdän
bis 0,5 % Kupfer
bis 0,8 % Nickel
einzeln oder zu mehreren legiert wird.
5. Verfahren nach Anspruch 3, dadurch gekennzeichnet, daß im Temperaturbereich zwischen $Ar3$ und $Ar3 - 200 \text{ °C}$ für die Dauer von 2 bis 30 s eine Kühlpause eingelegt wird, in der die Abkühlungsgeschwindigkeit kleiner als 15 K/s ist.
6. Verwendung eines Stahls der Zusammensetzung nach Anspruch 1, 2 oder 4 als Werkstoff für kaltumgeformte Kraftfahrzeug-Strukturelemente, wie Bodenversteifungselemente, Querlenker, oder für Radscheiben..

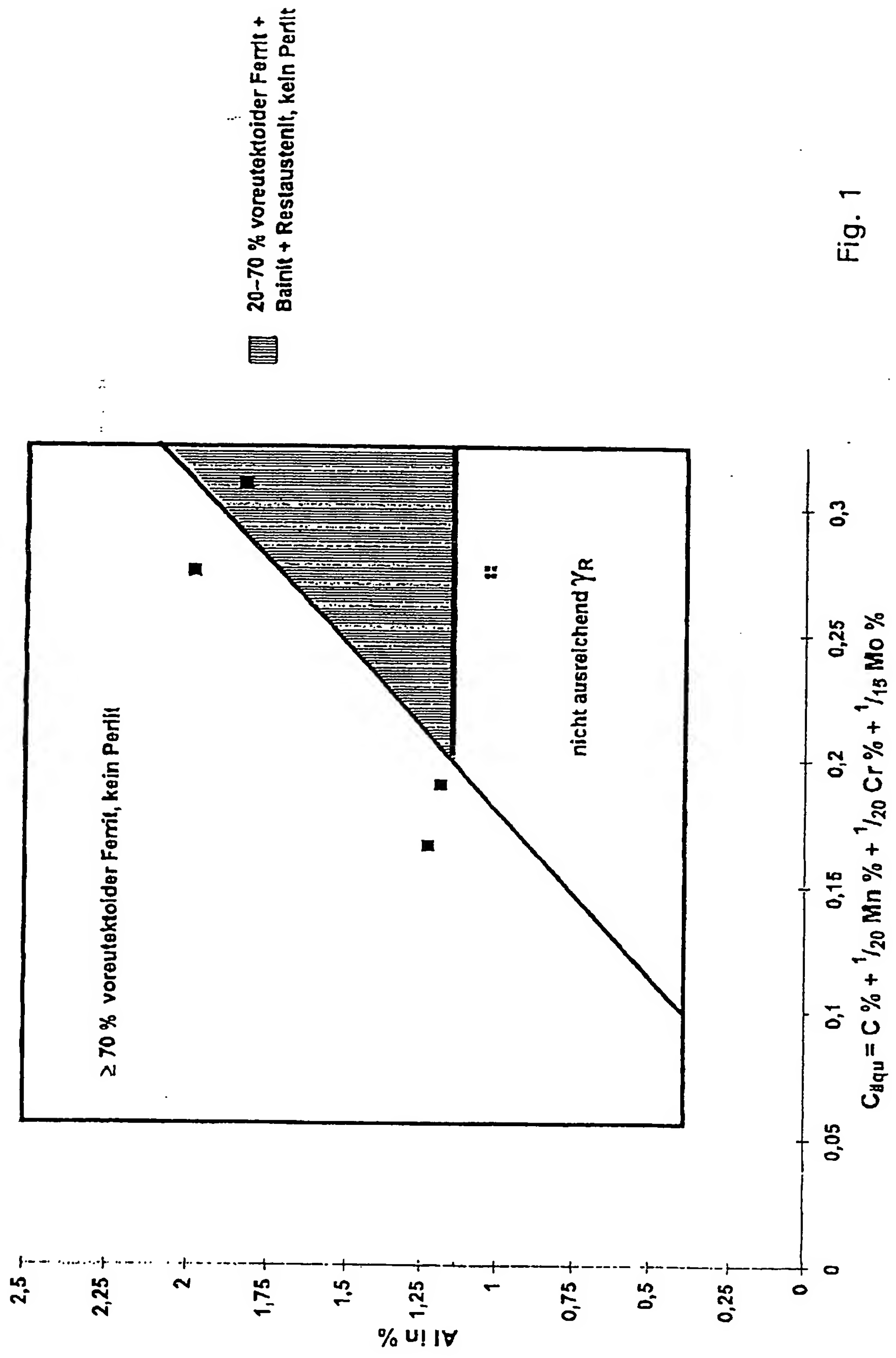


Fig. 1

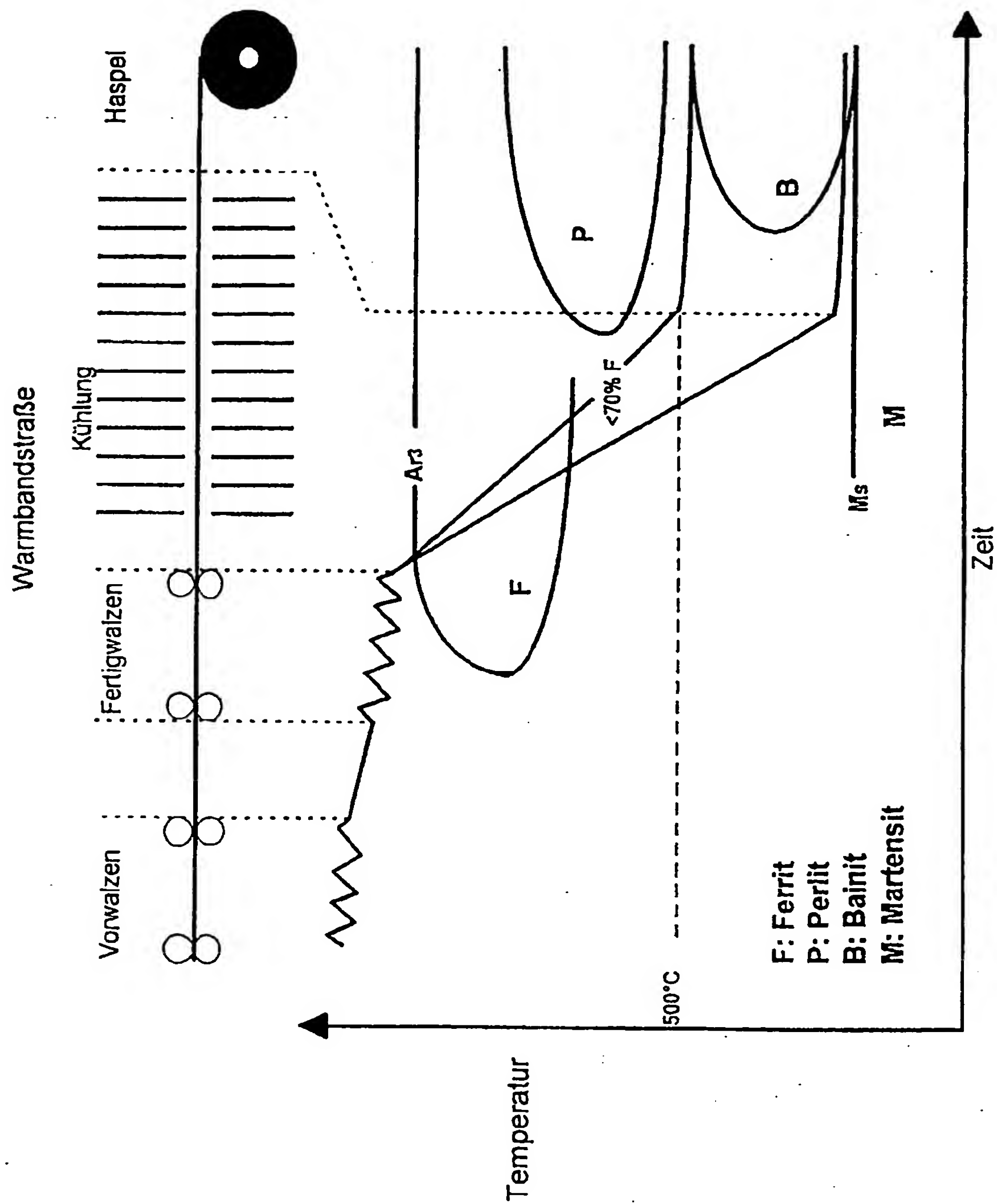


Fig. 2



Europäisches
Patentamt

EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

Nummer der Anmeldung
EP 96 10 7885

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.Cl.6)
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 018, no. 668 (C-1289), 16.Dezember 1994 & JP-A-06 264183 (SUMITOMO METAL IND LTD), 20.September 1994, * Zusammenfassung *	1-3	C21D8/02 C22C38/06
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 017, no. 373 (C-1083), 14.Juli 1993 & JP-A-05 059485 (SUMITOMO METAL IND LTD), 9.März 1993, * Zusammenfassung *	1-3	
A	BE-A-899 253 (P.M. GIELEN)		
A	FR-A-2 253 841 (CENTRO SPERIMENTALE METALLURGICO)		
A	US-A-4 316 753 (K. KANEKO ET AL)		
A	EP-A-0 586 704 (NIPPON STEEL)		
P,X	US-A-5 470 529 (S. NOMURA) * Ansprüche; Beispiele *	1,2	C21D C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort DEN HAAG		Abschlußdatum der Recherche 11.Oktober 1996	
		Prüfer Mollet, G	
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentedokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus andern Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	
X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer andern Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur			

EPO FORM 1503 (01.02.1994)